第 51 卷 第 10 期
2015 年 10 月 第1273-1278页

金属学报
ACTA METALLURGICA SINICA

Vol.51 No.10
Oct. 2015 pp.1273-1278

镍基单晶高温合金冷热循环过程中圆孔周围裂纹萌生与扩展行为*

王 莉[1)] 周忠娇[1)] 张少华[1)] 降向冬[2)] 楼琅洪[1)] 张 健[1)]

1）中国科学院金属研究所, 沈阳 110016

2）北京北冶功能材料有限公司, 北京 100192

摘 要 选用第二代镍基单晶高温合金, 制备了平行于定向凝固方向且分别沿(100)面和(110)面的2组板式试样, 采用电火花方法在试样中心垂直于板面加工孔径为0.5 mm的圆孔. 采用室温到1100 ℃的冷热疲劳实验, 研究了冷热循环过程中不同晶体学平面的板式试样上圆孔周围裂纹萌生及扩展行为. 结果表明, 位于不同晶体学平面的板式试样中, 电火花方法加工圆孔周围产生了一薄层再铸层, 再铸层最厚处约15 μm. 板式试样所在晶体学平面对圆孔周围裂纹萌生及扩展行为影响显著. 冷热循环80 cyc后, (110)面试样中, 裂纹在与枝晶生长方向垂直的孔边产生, 之后迅速沿与枝晶生长方向呈45°角扩展. 而对于(100)面试样, 即使经过200 cyc冷热循环后孔边也未观察到裂纹, 造成此差异的本质原因是单晶高温合金晶体结构的各向异性导致的热应力差别与微观组织特征共同作用的结果.

关键词 镍基单晶高温合金, 晶体学取向, 热疲劳, 孔, 裂纹萌生及扩展

中图法分类号 TG146.1 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)10-1273-06

CRACK INITIATION AND PROPAGATION AROUND HOLES OF Ni-BASED SINGLE CRYSTAL SUPERALLOY DURING THERMAL FATIGUE CYCLE

WANG Li[1)], *ZHOU Zhongjiao*[1)], *ZHANG Shaohua*[1)], *JIANG Xiangdong*[2)], *LOU Langhong*[1)], *ZHANG Jian*[1)]

1) Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016

2) Beijing Beiye Functional Materials Corporation, Beijing 100192

Correspondent: WANG Li, associate professor, Tel: (024)23971276, E-mail: wangli@imr.ac.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.51201164), National High Technology Research and Development Program of China (No.2012AA03A511) and National Key Scientific Instrument and Equipment Development Project (No.2012YQ22023304)

Manuscript received 2015-07-09, in revised form 2015-08-29

ABSTRACT Ni-based single crystal (SX) superalloys are widely used for production of blades in gas turbines and aircraft engines for their superior mechanical performance at high temperatures. To obtain high cooling efficiency, most of the SX blades consist of thin wall with cooling holes. However, thermal fatigue cracks are usually observed in blades with this kind of structures. Thus, it must be valuable to investigate the crack initiation and propagation around a hole during thermal fatigue tests in a SX superalloy. In the present work a second generation SX Ni-based superalloy was used. Plate specimens that parallel to directional solidification (DS) direction and along

*国家自然科学基金项目51201164, 国家高技术研究发展计划项目2012AA03A511和国家重大科学仪器设备开发专项项目2012YQ22023304资助

收到初稿日期: 2015-07-09, 收到修改稿日期: 2015-08-29

作者简介: 王 莉, 女, 1977年生, 副研究员, 博士

DOI: 10.11900/0412.1961.2015.00366

(100) or (110) planes were prepared. A hole with diameter of 0.5 mm was drilled vertical to the surface in the middle of the plate by electro-discharge machining (EDM). Thermal fatigue tests were performed between room temperature and 1100 ℃. Effect of crystal orientation on the crack initiation and propagation was investigated and the reasons were analyzed. It was found that a thin recast layer was produced around holes of EDM drilled. The thickness of the recast layer was 15 μm in the maximum. Crystal orientation has great effect on the crack initiation sites and propagation kinetics. After 80 cyc thermal fatigue tests, in (110) specimens cracks initiated at the edge of the holes that vertical to the DS direction, then grew quickly and propagated along directions about 45° from the DS direction. After 200 cyc tests, cracks developed to more than 2 mm in length. While in (100) specimens no cracks could be observed even after 200 cyc thermal fatigue tests. This difference was mainly due to the combined effects of different thermal stress caused by the anisotropy of single crystals and of the microstructure characteristics.

KEY WORDS Ni-based single crystal superalloy, crystal orientation, thermal fatigue, hole, crack initiation and propagation

单晶高温合金叶片是先进航空发动机和工业燃气轮机重要的热端部件之一, 为了满足不断提高的进口温度的要求[1,2], 研究人员[1,3~16]分别从叶片材料、冷却结构以及涂层等方面进行研究, 尝试提高叶片承温能力的新方法. 薄壁多孔结构是目前先进航空发动机叶片和工业燃气轮机叶片的典型特征[9~14,17]. 由于热疲劳裂纹极易在单晶高温合金叶片的气膜孔周围产生, 从而造成叶片失效[18], 因此, 研究热疲劳过程中气膜孔周围裂纹的萌生与扩展将为叶片结构设计以及制备工艺优化奠定理论基础.

目前, 热疲劳实验主要是采用传统的缺口试样[19~22]. 一般来说, 等轴晶高温合金的裂纹倾向于沿晶界扩展[19], 而定向和单晶高温合金中, 热疲劳裂纹在缺口处萌生后, 多数沿与定向凝固方向呈45°方向扩展[20~22]. 然而, 生产中的单晶叶片为薄壁含圆孔结构. 同时, 单晶叶片定向凝固过程中一般只控制定向凝固方向(第一取向, 叶片轴向), 并不控制二次枝晶方向(第二取向, 叶片表面法线方向). 大量研究[2,23~26]表明, 第二取向对单晶高温合金的拉伸、蠕变以及疲劳性能都会产生不同的影响. 作者[17]研究了第二取向对第三代镍基单晶高温合金DD33一侧有缺口的2 mm孔(本工作中称为开放孔)样品的热疲劳性能的影响, 结果表明, 样品表面所在晶体学平面不同, 会造成开放孔周围热应力状态的差异, 从而导致不同第二取向样品开放孔周围裂纹萌生位置及扩展方向不同.

然而, 据报道[13], 实际应用的叶片中绝大多数为无缺口的圆孔, 孔径一般为0.3~1.0 mm, 壁厚为0.5~4.0 mm. 虽然目前对开放孔对热疲劳性能影响的研究已有报道, 但关于冷热循环过程中无缺口的圆孔周围裂纹萌生扩展行为研究等却鲜有报道. 因此, 本工作针对镍基单晶高温合金, 通过冷热疲劳实验, 获得不同晶体学平面样品圆孔周围裂纹萌生及扩展动力学曲线, 考察冷热循环过程中孔周围裂纹萌生及扩展行为, 并对其中差异进行相关分析, 以期对单晶叶片制备过程中第二取向的控制奠定理论基础.

1 实验方法

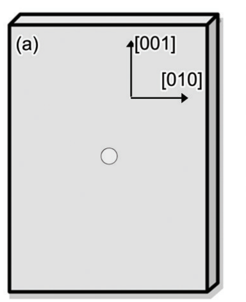
实验用合金为中国科学院金属研究所自主研制的二代单晶高温合金, 其化学成分(质量分数)为: Al+Ti+Ta=10%, W+Mo=9.5%. 采用ZG-0.05真空感应炉熔炼母合金, 再用传统的高速冷却定向凝固炉以3 mm/min的抽拉速率拉制直径为16 mm的单晶试棒. 采用S-3400N扫描电镜(SEM)的电子背散射衍射(EBSD) Channel 5系统测定试棒取向, 为尽量避免取向偏离的影响, 本实验中所用试棒偏离枝晶生长方向[001]取向均在3°以内. 将试棒进行完全热处理(固溶处理: 1280 ℃, 4 h, 空冷+二级时效: 1100 ℃, 4 h, 空冷+850 ℃, 24 h, 空冷)后, 平行于枝晶生长方向[001], 分别沿(100)和(110)面加工尺寸为20 mm×10 mm×2 mm的板式样品, 本工作中称为(100)样品和(110)样品. 并在样品中心位置垂直于板面加工直径0.5 mm的圆孔. 为了保证孔的形状以及锥度, 圆孔均采用电火花方式加工, 试样示意图见图1. 实验中每个条件准备5个试样同时进行实验.

热疲劳实验过程参照航空工业标准HB6660-92进行. 实验最高温度为1100 ℃. 加热炉温度误差为±3 ℃. 每经过20 cyc, 将试样表面机械研磨抛光, 采用表面裂纹法测量裂纹长度, 裂纹长度值为5个试样正反2面测量到的10个值的平均值. 测量完毕后, 继续进行热疲劳实验, 最后绘制裂纹扩展动力学曲线. 每次中断均采用AXIO Vert.A1光学显微镜(OM)和配备INCA X-sight能谱分析(EDS)的S-3400N型SEM观察组织.

2 实验结果

图 2 为镍基单晶高温合金经热处理后的组织. 可以看出, 经完全热处理后, 组织中没有残余共晶, 规则排布的立方体状 γ'相分布于 γ基体之上.

孔周围的组织见图 3. 可见, 电火花加工的孔较圆, 孔周围组织均匀, 局部存在再铸层(图 3a), 最厚处约为 15 μm (图 3b).



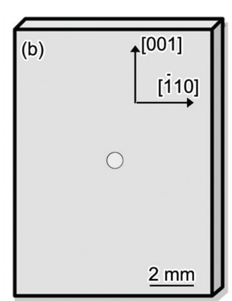


图 1 含圆孔的不同平面热疲劳镍基单晶高温合金样品示意图

Fig.1 Schematic of Ni-based single crystal superalloy samples for thermal fatigue tests along different crystal planes

(a) (100) specimen　　(b) (110) specimen

(100)样品和(110)样品中圆孔周围热疲劳裂纹扩展动力学曲线见图 4. 可见, 2 组不同取向样品孔周围裂纹的扩展存在显著差异. 经 80 cyc 循环后, (110)样品的孔周围开始出现裂纹, 随热疲劳实验的进行, 裂纹迅速扩展. 经 200 cyc 冷热循环后, (110)样品孔周围裂纹长度已经超过 2 mm. 而直到循环 200 cyc, (100)样品的孔周围也没有观察到裂纹.

冷热疲劳实验前, 不同晶体平面样品中的圆孔如图 5a 和 b 所示. 孔圆度较好, 且孔表面光滑, 尺寸规整, 2 组不同晶体学平面样品的孔周围组织未见明显差别. 而冷热疲劳实验过程中, 2 者却表现出明显差异. (100)样品经过 80 cyc 冷热循环实验后, 孔边出现了一层均匀致密的氧化物层, 厚度约为 100 μm (图 5c). 经 120 cyc 循环后, 孔边氧化层厚度增加至 150 μm 左右, 孔边没有观察到裂纹(图 5e). 而(110)样品则不同, 经过 80 cyc 冷热循环实验后, 孔边产生了均匀致密的氧化物层, 厚度约为 100 μm. 同时, 氧化层局部破裂, 产生裂纹. 本工作样品中枝晶生长方向均沿图中

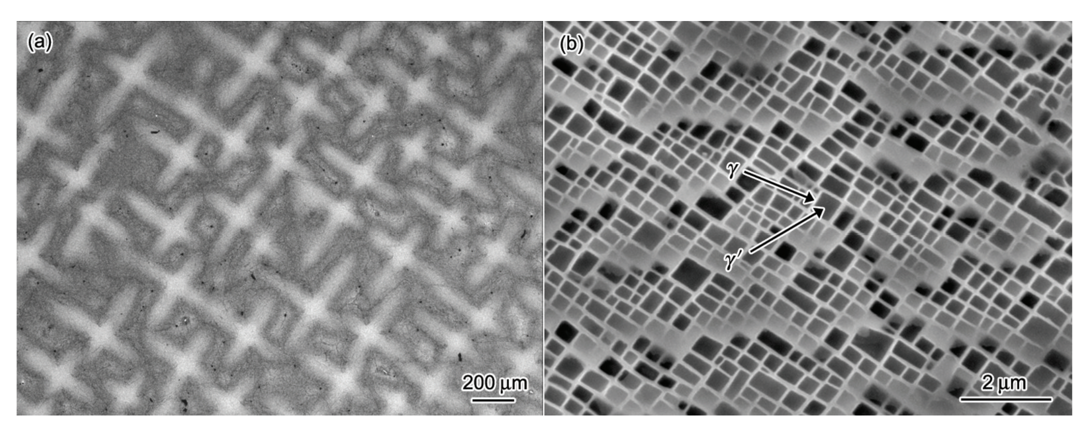


图 2 镍基单晶高温合金完全热处理后的 OM 像和 γ'形貌

Fig.2 OM image (a) and γ' morphology (b) of Ni-based single crystal superalloy after full heat treatment

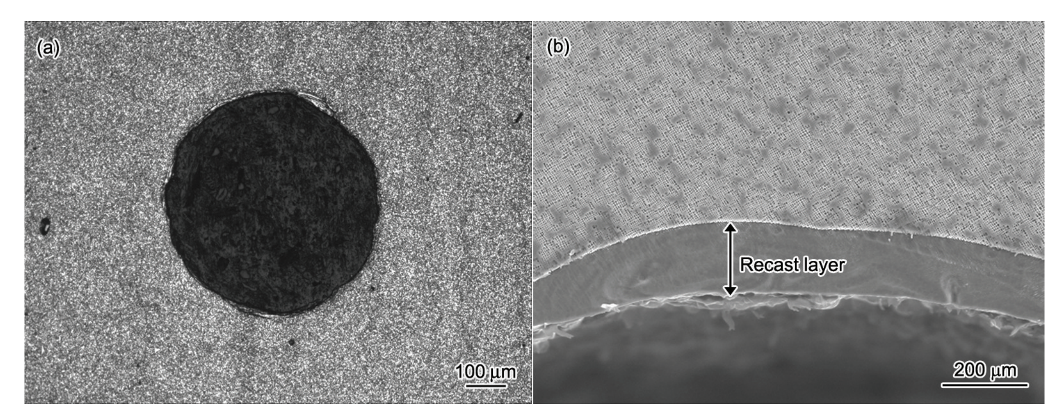


图 3 经电火花打孔后镍基单晶高温合金(100)样品孔周围组织形貌

Fig.3 Morphology of hole on (100) specimen (a) and recast layer around the hole (b) of Ni-based single crystal superalloy after electro-discharge machining

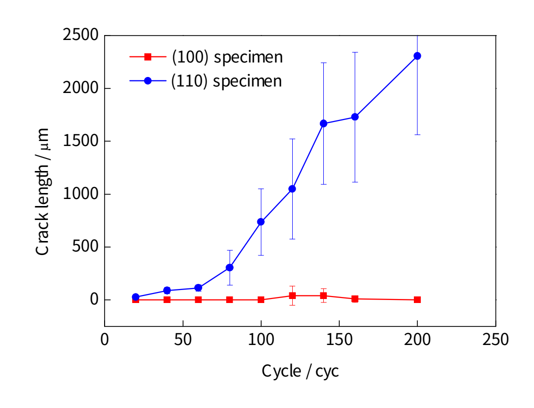


图4 (100)和(110)样品的圆孔周围裂纹扩展动力学曲线

Fig.4 Crack growth kinetics curves around holes in (100) and (110) specimens

的[001]方向, 统计发现, 裂纹产生位置都位于与枝晶生长方向垂直的孔边(图5d). 并且裂纹一旦萌生, 便很快沿与枝晶生长方向呈45°角方向扩展. 循环120 cyc后, 孔边裂纹长度超过2 mm (图5f).

3 分析讨论

一般来说, 热疲劳过程主要受高温氧化、热应力和微观组织的影响[19~22]. 研究表明, 真空环境下材料的裂纹萌生寿命较长, 而在大气条件下, 由于高温氧化作用, 材料的裂纹萌生寿命会明显缩短. 高温氧化主要与合金的成分有关. 本工作所用2组试样的合金成分相同, 氧化程度相当, 因此, 可以忽略高温氧化的影响. 材料的微观组织也会对裂纹的扩展

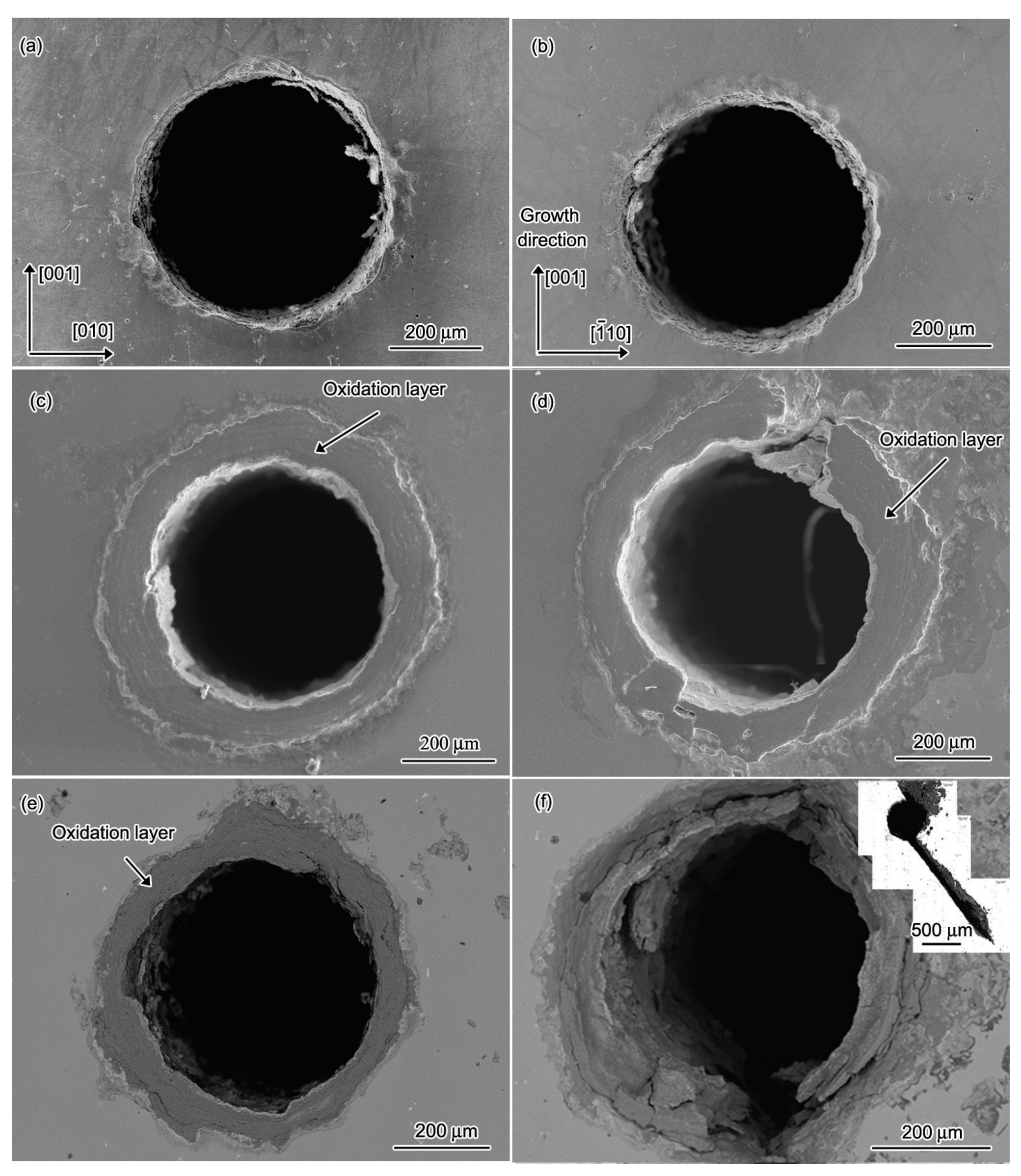


图5 不同平面样品打孔后以及分别经室温至1100 ℃热疲劳实验不同周次后圆孔周围组织形貌及裂纹扩展形貌

Fig.5 Morphologies of crack initiation and propagation around holes in (100) specimen (a, c, e) and (110) specimen (b, d, f) after thermal fatigue tests during room temperature to 1100 ℃ for 0 cyc (a, b), 80 cyc (c, d), 120 cyc (e, f) (Inset in Fig.5f shows the macro-morphology)

行为产生很大的影响. 多晶高温合金中热疲劳裂纹易于沿晶界扩展, 组织中的碳化物、残余共晶等都是裂纹扩展的主要路径, 而在单晶合金中, 由于去除了晶界, 热疲劳裂纹扩展速率要小于多晶合金[21]. 而热应力σ主要取决于缺口的几何形状、材料的弹性模量和温差[17], 可表述为[27]:

$$\sigma = K\alpha E\Delta T \quad (1)$$

式中, K为约束系数, α为热膨胀系数, E为弹性模量, ΔT为温差. 约束系数K主要受缺口的几何形状及缺口的曲率半径影响. 在相同的冷热交替变化情况下, 试样的缺口半径越小, 则缺口尖端的应力集中越大, 从而导致裂纹更容易在缺口处萌生[28]. 本实验中, 2组样品外形尺寸、缺口形状及曲率半径均相同, 因此, 约束系数相同. 而不同取向的热膨胀系数差异不大[29]. 随着实验最高温度的升高以及加热时间的延长, 热疲劳裂纹的扩展速度都会增大. 而当工作温度和加热时间增加到一定程度后, 裂纹的扩展速率反而会降低[21]. 本工作中2组样品均在室温至1100 ℃进行实验, 且保温时间相同, 因此温差相同. 然而, 由于样品所在的晶体学平面不同, 而单晶合金具有各向异性的特点, 不同取向的弹性模量E差别较大, 由此, 可能影响热应力. 典型的单晶高温合金不同取向的弹性模量比约为: $E_{<001>}:E_{<011>}:E_{<111>}\approx 1:1.7:2$[29], 因此, 不同取向的热应力比值约为: $\sigma_{<001>}:\sigma_{<011>}:\sigma_{<111>}\approx 1:1.7:2$. 根据Tresca屈服准则, 2组样品在与枝晶生长方向垂直的孔边受到的热应力分别为: $\sigma_{<100>}=\sigma_{max}-\sigma_{min}=\sigma_{<001>}-\sigma_{<001>}=0$ (σ_{max}为孔边某点所受最大主应力, σ_{min}为最小主应力), 而$\sigma_{<110>}=\sigma_{max}-\sigma_{min}=\sigma_{<011>}-\sigma_{<001>}=0.7\sigma_{<001>}$. 显然, (110)样品所受的热应力大于(100)样品, 因此, 随着冷热循环进行, (110)样品首先萌生裂纹.

本实验合金热疲劳裂纹主要通过氧化产生(图5d). EDS分析结果显示, 裂纹表层主要富O, Al, Cr和Ni等元素. 可见, 合金氧化后, 在表面形成氧化膜, 由于氧化膜的膨胀系数与基体合金不同[30], 因此在冷热循环过程中氧化膜极易从合金表面脱落. 同时由于氧化膜的形成消耗了基体中的Al, 基体中Al含量的降低, 使得氧化层附近γ'相体积分数减少, 从而使孔周围合金强度降低. 孔周围合金强度的降低与热应力的不均匀分布共同作用, 导致裂纹在热应力相对大的位置萌生.

本研究单晶合金中, 裂纹的扩展方向具有择优取向, 与枝晶生长方向呈45°, 如图5f所示. 这是因为镍基高温合金具有fcc结构, {111}面是密排面, 而<110>方向是{111}面的密排方向. 在本实验中, 热疲劳裂纹的传播方向<110>正是最大切应力方向. 可见在这一方向, 因应力较大, 使疲劳裂纹容易在这个方向扩展. 并且, 与大多数研究结果不同, 本实验样品中裂纹扩展方向平直, 并未改变方向, 也无分叉, 因此, 本研究中裂纹扩展受微观组织的影响较小. 此外, 与含孔径2 mm开放孔样品实验结果相比, 虽然2种孔径样品研究结果都表明(110)试样裂纹萌生与扩展更快, 但由于缺口形状不同, 即孔径与孔形状的差异造成位于相同晶体学平面的样品, 其裂纹扩展方向存在显著差异. 同为(110)取向样品, 含孔径2 mm开放孔的样品冷热循环40 cyc后, 在与枝晶生长方向垂直的孔边即产生200 μm左右的裂纹, 随后, 裂纹沿枝晶生长方向扩展[17]. 而对于含0.5 mm封闭孔的(110)样品, 经80 cyc冷热循环实验后, 在垂直于枝晶生长方向的孔边产生近200 μm长的裂纹, 随实验的进行, 裂纹沿与枝晶生长方向呈45°角扩展. 分析原因, 可能是冷热循环过程中, 孔边产生氧化层, 随实验的进行, 氧化层不断增厚, 而氧化层与基体的热膨胀系数不同[30], 因此, 当冷热变化速率较大时, 氧化层与基体之间易产生变形差异, 促进裂纹的萌生. 在裂纹扩展过程中, 由于裂纹更易于在枝晶间沿碳化物或残余共晶扩展[19,22]. 2次所采用单晶高温合金的枝晶间距约为300 μm, 本实验孔径0.5 mm孔所影响区域约为1~2个枝晶. 而孔径2 mm开放孔所影响区域约为7~8个枝晶, 因此, 这里需要考虑微观组织的影响. 对于孔边包含多个枝晶的孔径2 mm的开放孔来说, 裂纹优先沿枝晶间扩展, 表现为裂纹扩展方向平行于枝晶生长方向. 而对于孔径为0.5 mm的圆孔来说, 单个圆孔可能仅仅存在于1~2个枝晶范围内, 而且合金组织均匀, 因此, 裂纹倾向于沿一定的晶体学方向扩展. 由于镍基合金具有fcc结构, [011](111)为滑移系之一, 因此, 裂纹将优先沿最大切应力方向—<110>方向扩展[21]. 而同为(100)样品, 含孔径2 mm开放孔的试样经80 cyc冷热循环后, 裂纹在与枝晶生长方向呈45°的孔边产生并沿此方向快速扩展, 循环200 cyc后裂纹长度约1 mm. 而含孔径0.5 mm圆孔样品, 冷热循环200 cyc后, 也未观察到裂纹. 这可能是由于孔径的不同造成冷热循环过程中温度变化速率不同. 大孔径开放孔样品孔边温度变化速率更快, 从而导致孔边缘和基体间的温差更大, 亦即产生更大的约束应力, 因而更易开裂.

综上所述, 单晶高温合金中的热疲劳裂纹萌生

位置与扩展方式不仅与微观组织及缺口形貌密切相关, 更是第二取向与微观组织共同作用的结果.

4 结论

(1) 镍基单晶高温合金所在平面对冷热循环过程中孔周围裂纹萌生与扩展影响显著.

(2) (110)样品在冷热循环 80 cyc 时出现裂纹, 之后, 裂纹迅速沿与定向凝固方向呈 45°角扩展. 而(100)样品循环 200 cyc 后孔周围也未产生明显裂纹.

(3) 造成差异的本质原因是单晶高温合金晶体结构各向异性导致的热应力差别与微观组织特征共同作用的结果.

参考文献

[1] He G, Li J G, Mao X M, Fu H Z. *Mater Rev*, 1994; (1): 12
(何 国, 李建国, 毛协民, 傅恒志. 材料导报, 1994; (1): 12)

[2] Yue Z F, Yin Z Y, Yang Z G. *Aeroengine*, 1997; (4): 32
(岳珠峰, 尹泽勇, 杨治国. 航空发动机, 1997; (4): 32)

[3] Ohyszko A, Kubiak K, Sieniawski J. *J Achievements Mater Manuf Eng*, 2009; 32(1): 66

[4] Shah D M, Cetel A. In: Pollock T M, Kissinger R D, Bowman R R, Green K A, McLean M, Olson S, Schirra J J eds., *Superalloys 2000*, Warrendale: TMS, 2000: 295

[5] Duhl D N, Cetel A D. *US Pat, 4719080*, 1988

[6] Harris K, Wahl J B. In: Strang A, Banks W M, Conroy R D, McColvin, Neal J C, Simpson S eds., *Proc 5th Int Charles Parsons Turbine Conf*, London: Cambridge University, 2000: 832

[7] Walston W S, O'hara K S, Ross E W, Pollock T M, Murphy W H. In: Kissinger R D, Deye D J, Anton D L, Cetel A D, Nathal M V, Pollock T M, Woodford D A eds., *Superalloys 1996*, Warrendale: TMS, 1996: 27

[8] Fuchs G E. *J Mater Eng Perform*, 2002; 11(1): 19

[9] Hollwarth B R, Dagan L. *ASME J Eng Power*, 1980; 102: 994

[10] McNally C A, Folkes J, Pashby I R. *Mater Sci Technol*, 2004; 20: 805

[11] Kim Y J, Kim S M. *Int J Heat Mass Transfer*, 2004; 47: 245

[12] Hou N X, Wen Z X, Du Z X, Yue Z F. *Theor Appl Fract Mech*, 2007; 47: 164

[13] Das D K, Pollock T M. *J Mater Proc Technol*, 2009; 209: 5661

[14] Zhou Z J, Wang L, Wen J L, Lou L H, Zhang J. *J Alloys Compd*, 2015; 628: 158

[15] Wang J L, Chen M H, Yang L L, Zhu S L, Wang F H. *Corros Sci*, 2015; 98: 530

[16] Alamn M Z, Satyanarayana D V V, Chatterjee D, Sarkar R, Das D K. *Mater Sci Eng*, 2015; A641: 84

[17] Wang L, Zhou Z J, Jiang W G, Wang D, Shen J, Lou L H. *Chin J Mater Res*, 2014; 28: 663
(王 莉, 周忠娇, 姜卫国, 王 迪, 申 健, 楼琅洪. 材料研究学报, 2014; 28: 663)

[18] Sabnis P A, Maziere M, Forest S, Arakere N K, Ebrahimi F. *Int J Plast*, 2012; 28: 102

[19] Li Y L, Yuan C, Guo J T. *Acta Metall Sin*, 2006; 42: 1056
(李友林, 袁 超, 郭建亭. 金属学报, 2006; 42: 1056)

[20] Xia P C, Yu J J, Sun X F, Guan H R, Hu Z Q. *Rare Met Mater Eng*, 2008; 37: 50
(夏鹏成, 于金江, 孙晓峰, 管恒荣, 胡壮麒. 稀有金属材料与工程, 2008; 37: 50)

[21] Liu Y, Yu J J, Xu Y, Sun X F. *Rare Met Mater Eng*, 2009; 38: 59
(刘 源, 于金江, 徐 岩, 孙晓峰. 稀有金属材料与工程, 2009; 38: 59)

[22] Xiao X, Xu H, Qin X Z, Guo Y A, Guo J T, Zhou L Z. *Acta Metall Sin*, 2011; 47: 1129
(肖 旋, 许 辉, 秦学智, 郭永安, 郭建亭, 周兰章. 金属学报, 2011; 47: 1129)

[23] Liu J L, Jin T, Zhang J H, Hu Z Q. *Acta Metall Sin*, 2001; 37: 1233
(刘金来, 金 涛, 张静华, 胡壮麒. 金属学报, 2001; 37: 1233)

[24] Zhao N R, Wang Z H, Li J G, Jin T, Sun X F, Yang H C, Hu Z Q. *J Mater Eng*, 2008; (2): 58
(赵乃仁, 王志辉, 李金国, 金 涛, 孙晓峰, 杨洪才, 胡壮麒. 材料工程, 2008; (2): 58)

[25] Li J R, Shi Z X, Yuan H L, Liu S Z, Zhao J Q, Han M, Liu W W. *J Mater Eng*, 2008; (12): 6
(李嘉荣, 史振学, 袁海龙, 刘世忠, 赵金乾, 韩 梅, 刘维维. 材料工程, 2008; (12): 6)

[26] Jia Y X, Jin T, Liu J L, Sun X F, Hu Z Q. *Acta Metall Sin*, 2009; 45: 1364
(贾玉贤, 金 涛, 刘金来, 孙晓峰, 胡壮麒. 金属学报, 2009; 45: 1364)

[27] Hu G X, Cai X, Rong Y H. *Fundamentals of Materials Science*. 3rd Ed., Shanghai: Shanghai Jiaotong University Press, 2010: 431
(胡赓祥, 蔡 珣, 戎咏华. 材料科学基础 (第三版). 上海: 上海交通大学出版社, 2010: 431)

[28] Jin Z X. *Central Iron Steel Res Inst Tech Bull*, 1985; 5: 205
(金哲学. 钢铁研究总院学报, 1985; 5: 205)

[29] Academic Committee of the Superalloys, The Chinese Society for Metals. *China Superalloys Handbook*. Beijing: Standards Press of China, 2012
(中国金属学会高温材料分会编. 中国高温合金手册. 北京: 中国标准出版社, 2012)

[30] Chao J, Gonzalez-Carrasco J L. *Mater Sci Eng*, 1997; A230: 39

(责任编辑:罗艳芬)

